



Рисунок 1 – Относительное изменение сопротивления образцов в газовых средах: а) 1 – $\text{WO}_3 + 1\%$ мас. CoO , CO/N_2 , 0,3 % об., 187,3 °С; 2 – $\text{WO}_3 + 1\%$ мас. CoO , $\text{CO}/\text{воздух}$, 0,3 %, 187,3 °С; 3 – $\text{WO}_3 + 1\%$ мас. Co_3O_4 , CO/N_2 , 0,3 % об., 186,3 °С; б) 1 – $\text{WO}_3 + 1\%$ мас. Co_3O_4 , $\text{CO}/\text{воздух}$, 0,3 % об., 242,2 °С; 2 – $\text{WO}_3 + 1\%$ мас. Co_3O_4 , CO/N_2 , 0,3 % об., 242,2 °С; 3 – $\text{WO}_3 + 1\%$ мас. CoO , CO/N_2 , 0,3 % об., 239,8 °С.

Выводы. Добавка к оксиду вольфрама оксидов кобальта CoO или Co_3O_4 приводит к заметному возрастанию газочувствительности по сравнению с чистым оксидом вольфрама, в частности, к 0,3 % об. CO в воздухе, 0,3 % об. CO в азоте, 0,98 % об. CH_4 в азоте. Данные материалы обладают хорошей адгезией к анодированному оксиду алюминия и пригодны для изготовления чувствительных полупроводниковых датчиков на различные газы с рабочей температурой менее 200 °С.

СПИСОК ЦИТИРОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. N. Yamazoe. Toward innovations of gas sensor technology. Sensors and Actuators B. –2005. – Vol. 108. – P. 2–14.
2. Ю. С. Гайдук, В. А. Ломоносов, А. А. Савицкий. Физико-химические свойства оксидной композиции $\text{WO}_3\text{--Co}_3\text{O}_4$, полученной золь-гель методом. Известия НАНБ. Серия хим. наук. – 2015 г. – № 2. – С. 9 – 13.

УДК: 621.3.035.138

ВЛИЯНИЕ НАНОЧАСТИЦ НА ПРОЦЕСС ФОРМИРОВАНИЯ И ХАРАКТЕРИСТИКИ ГАЛЬВАНИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ЦИНКА

Лецик С.Д., Шупан П.И., Рыхлицкий Д.Г.

Гродненский государственный университет имени Янки Купалы,
Гродно, Республика Беларусь

Введение. Нанесение гальванических покрытий на поверхности деталей машин является эффективным способом управления их функциональными характеристиками. Такие технологии хорошо отработаны, но имеют существен-

ный недостаток – экологическую вредность производства. Таким образом, всякое улучшение эксплуатационных характеристик покрытий, позволяющее уменьшить их толщину представляется актуальным. Это дает возможность уменьшить время электроосаждения покрытия, увеличивая количество обработанных на одной загрузке гальванической ванны деталей. Применение дисперсных модификаторов в составе электролита позволяет получать композиционные электролитические покрытия, зачастую превосходящие базовые по показателям твердости, износостойкости, коррозионной стойкости и т.д. [1]. За счет этого возможно снижение толщины наносимого слоя. Высокодисперсные частицы могут оказывать различный модифицирующий эффект. В этом отношении перспективными являются наночастицы. Они легче заравниваются в металлическую матрицу в процессе электроосаждения покрытия, эффективны при малых концентрациях в электролите. Добавление нанопорошков в электролит не всегда обеспечивает образование наносuspензии из-за слеживания частиц и образования устойчивых агрегатов микронного размерного уровня, что снижает эффективность применения модификатора, частицы которого быстро оседают на дно ванны. В связи с этим, представляют интерес технологии получения наночастиц непосредственно в водной среде, которая является основой для приготовления электролита. Одним из таких способов является получение наносuspензий методом импульсной лазерной абляции (ИЛА) твердофазных материалов в жидкость. В настоящей работе рассмотрена возможность осаждения композиционных покрытий на основе цинка из наноэлектролитов. Цинкование применяется для создания защитных покрытий на стальных поверхностях. При этом получение покрытия большой толщины может сопровождаться наводороживанием металла основы с повышением его хрупкости. В то же время тонкие цинковые покрытия не способны противостоять механическим повреждениям. Объектом исследований, отраженных в данной работе, явились покрытия на основе цинка, осажденные из наноэлектролитов, содержащих частицы на основе углерода. Цель работы – исследование влияния наночастиц на процесс формирования и характеристики электролитического цинка.

Материалы и методика эксперимента. За основу для получения электролитических цинковых слоев использовали стандартный электролит цинкования. Получали покрытия из наноэлектролитов, приготовленных двумя разными способами. В первом случае (электролит 1) в качестве модифицирующей добавки использовали ультрадисперсные кластеры синтетического углерода в виде порошка, полученного детонационным синтезом. Размер устойчивых агломератов названного порошка составляет 40-100 нм [2]. Во втором случае (электролит 2) для приготовления электролита использовали дистиллированную воду, в которой проводили абляцию графита, и, содержащую, таким образом, наноразмерные и субмикронные частицы. Абляцию проводили излучением неодимового лазера LS-2147 с длиной волны 532 нм. Частота импульсов составляла 10 Гц, энергия в импульсе – 75 мДж. Длительность импульсов составляла 30 нс (16 нс на полувывоте импульса). Лазерное излучение фокусировалось на графитовую мишень, находящуюся под слоем жидкости. Преимущественный размер частиц,

полученных абляцией графита в воде, лежит в диапазоне от 20 до 60 нм [3]. Концентрация ультрадисперсных частиц в электролитах составляла 0,1 г/л. Подложкой служила поверхность стали 45. Исследование морфологии поверхности гальванических покрытий, сформированных из наноэлектролитов, осуществляли с помощью атомно-силовой микроскопии. Измерение микротвердости покрытий производили по стандартной методике.

Результаты и их обсуждение. Анализ изображений поверхности стальной подложки, полученных методом атомно-силовой микроскопии, на начальной стадии роста цинкового покрытия показал следующее. Из модифицированных наночастицами электролитов на поверхности катода формируется большее число центров кристаллизации. Установлено, что уже через одну минуту с момента начала осаждения, число центров кристаллизации цинка из электролита 1 в 1,5 раза превышает число таких образований из стандартного электролита. Еще более интенсивно образуются зародыши покрытия из электролита 2, полученного с использованием метода ИЛА. Их число более чем в 2 раза превышает аналогичный показатель для случая электроосаждения цинка из стандартного электролита. Объяснением этому может служить то, что присутствие на катоде адсорбированных частиц способствует образованию дополнительных центров кристаллизации. Различия могут быть вызваны разной энергией адсорбции частиц.

Осаждение цинка из наноэлектролитов, таким образом, может сопровождаться формированием более мелкой зеренной структуры покрытий, что влечет за собой изменение их физико-механических характеристик, в частности, увеличение твердости.

Оценка микротвердости покрытий показала, что модифицированный гальванический цинк, полученный из наноэлектролитов, обладает большей твердостью, чем базовый. Так показатель HV, полученный при нагрузке на алмазную пирамиду в 0,5 Н, для исходного покрытия составил 98 единиц; для покрытия из электролита, содержащего ультрадисперсные кластеры синтетического углерода – 108 единиц; для покрытия из электролита, содержащего продукты импульсной лазерной абляции графита – 110 единиц.

Заключение. Экспериментально установлено, при электроосаждении гальванического цинка из электролитов, содержащих наноразмерные частицы, последние оказывают влияние на кинетику роста покрытия, выступая в роли дополнительных центров кристаллизации. Показано, что микротвердость покрытий на основе цинка, полученных из наноэлектролитов, содержащих частицы на основе углерода, возрастает на величину порядка 10 %, по сравнению с аналогичными покрытиями из электролита без добавок.

СПИСОК ЦИТИРОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Сайфуллин, Р.С. Композиционные покрытия и материалы / Р.С. Сайфуллин – М.: “Химия”, 1977. – 272 с.
2. Струк, В.А. Исследование структуры ультрадисперсных кластеров синтетического углерода и покрытий из электролитического хрома, модифицированного этими кластерами методом атомно-силовой микроскопии / В.А. Струк, А.Ф. Сенько // Второй Белорусский семи-

нар по сканирующей зондовой микроскопии (СЗМ-2). Краткие сообщения. / Минск: ЗАО “Деловая инициатива”, 1997. — 87 с., ил.

3. Лещик, С.Д. Исследование частиц, генерированных лазерной абляцией твердых тел в жидкости / С.Д. Лещик, К.Ф. Зноско, Ю.К. Калугин // Вестник Брестского государственного технического университета. – 2014. – № 4. – С. 6-10.

УДК 621.793

ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССА ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ ПОКРЫТИЙ ИЗ ДИФФУЗИОННО-ЛЕГИРОВАННОГО ПОРОШКА ПР-Х18Н9.

Пантелеенко А.Ф.

Белорусский национальный технический университет
г. Минск, Республика Беларусь

В последнее время широкое распространение получил новый класс материалов для создания покрытий – диффузионно-легированные порошки [1], отличительной особенностью которых является самофлюсуемость. Данные материалы активно применяются для напыления и наплавки покрытий, тем не менее, проблема поведения частиц порошка в процессе нанесения покрытий (в нашем случае плазменном напылении) малоизучена и требует большего внимания, так как от этого зависят механические и эксплуатационные характеристики изделия. При этом следует отметить, что ранее диффузионно-легированный порошок ПР-Х18Н9 для напыления не использовался. Применение его в качестве напыляемого материала является перспективным.

Диффузионно-легированные частицы порошка ПР-Х18Н9 являются композиционным микрообъектом. После диффузионного легирования на поверхности частиц образуются несколько слоев, которые существенно изменяют поведение частицы в плазменной струе по сравнению с необработанным ПР-Х18Н9. Это объясняется большими отличиями в теплофизических параметрах слоев. Следует также отметить, что боридная диффузионная оболочка выступает в роли «теплового барьера», который существенно замедляет скорость нагрева частицы.

Типичная микроструктура легированного порошка представлена на рисунке 1. Поскольку поведение такой композиционной частицы ранее не исследовалось, необходимо было более подробно описать поведение частицы в плазменной струе:

1. Интервал температур 1200...1250⁰ С: при достижении данной температуры легкоплавкая эвтектика (3) на границе зон «Fe₂B - основа» начинает плавиться ($t_{пл} = 1200^0$ С [2]) и через некоторый временной промежуток полностью расплавляется. Остальные зоны (рисунок.1) остаются в твердом состоянии.

2. Интервал температур 1400...1450⁰ С: при достижении данной температуры происходит плавление сердцевинки (4) ($t_{пл} = 1400^0$ С [2]), зоны Fe₂B (2, $t_{пл} = 1389^0$ С [2]). Внешняя боридная оболочка FeB (1) остается твердой.

3. Интервал температур 1700...1750⁰ С: при достижении данной температуры активно происходят процессы плавления внешней боридной оболочки FeB